

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-098343

(43)Date of publication of application : 10.04.2001

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
C21D 9/32
C21D 9/40
C22C 38/46
C23C 8/22
C23C 8/32
C23C 8/34
F16C 33/62
F16C 33/64
F16H 15/38
F16H 55/06

(21)Application number : 2000-204798

(71)Applicant : DAIDO STEEL CO LTD
NISSAN MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 06.07.2000

(72)Inventor : NAKAMURA TAKESHI
NAKAMURA SADAYUKI
KIMURA TOSHIMITSU
YAMAGUCHI TAKUO
OTANI KEIZO
UCHIYAMA NORIKO
KINO NOBUO
NANBU TOSHIKAZU

(30)Priority

Priority number : 11206552
11208958

Priority date : 21.07.1999
23.07.1999

Priority country : JP

JP

(54) HIGH BEARING PRESSURE RESISTANT MEMBER AND PRODUCING METHOD THEREOF

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high bearing pressure resistant member excellent in bearing fatigue strength even at quasi-high temperature to high temperature (100 to 300° C) and also under high bearing pressure where local facial pressure exceeds 3 GPa, moreover free from the increase of the cost of the stock based on the addition of a large quantity of alloy elements and deterioration in machinability compared to the conventional member and free from the need of complicated heat treatment and to provide a method of producing the high bearing pressure resistant member.

SOLUTION: A member consisting of steel for machine structure containing Cr is carbonized so that its surface carbon concentration is controlled to 0.6 to 1.5%, then is held at a temperature with a prescribe temperature decided by the alloy components as the upper limit, and is quenched while being held at an austenitic region temperature, by which carbides with the average grain size of $\leq 3 \mu\text{m}$ containing M23C6 type carbides are spherically or pseudo-spherically dispersed and precipitated into a base with a martensitic or bainitic structure.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2001-98343
(P2001-98343A)

(43) 公開日 平成13年4月10日 (2001. 4. 10)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	キーワード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 1 D 9/32		C 2 1 D 9/32	A
9/40		9/40	A
C 2 2 C 38/46		C 2 2 C 38/46	
C 2 3 C 8/22		C 2 3 C 8/22	

審査請求 未請求 請求項の数26 O L (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2000-204798(P2000-204798)	(71) 出願人	000003713 大同特殊鋼株式会社 愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号
(22) 出願日	平成12年7月6日(2000. 7. 6)	(71) 出願人	000003997 日産自動車株式会社 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地
(31) 優先権主張番号	特願平11-206552	(72) 発明者	中 村 剛 愛知県東海市加木屋町南鹿持18
(32) 優先日	平成11年7月21日(1999. 7. 21)	(72) 発明者	中 村 貞 行 三重県三重郡朝日町大字柿3094
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(72) 発明者	木 村 利 光 愛知県名古屋市中千種区城木町2丁目71番地 507号
(31) 優先権主張番号	特願平11-208958		
(32) 優先日	平成11年7月23日(1999. 7. 23)		
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐高面圧部材およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 準高温～高温下(100～300℃)で、しかも局所面圧が3 G P aを超えるような高面圧下においても面疲労強度に優れ、しかも従来の部材に較べて、合金元素の多量添加に基づく素材費の増加や切削性の低下がなく、複雑な熱処理を必要としない耐高面圧部材と、このような耐高面圧部材の製造方法を提供する。

【解決手段】 C rを含有する機械構造用鋼からなる部材に、その表面炭素濃度が0. 6～1. 5%となるように浸炭処理したのち、その合金成分によって定まる所定温度を上限とする温度に保持し、さらにオーステナイト領域温度に保持して焼き入れすることによって、マルテンサイトあるいはベイナイト組織に基底にM₂ O C₆型炭化物を含む平均粒径3 μ m以下の炭化物を球状ないし擬球状に分散析出させる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Crを含有する機械構造用鋼からなり、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径 $3\mu\text{m}$ 以下の炭化物が球状ないし擬球状に分散析出しており、該炭化物として M_{23}C_6 型炭化物が含まれていることを特徴とする耐高面圧部材。

【請求項2】 マルテンサイトあるいはベイナイト組織からなる第1相と、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径 $3\mu\text{m}$ 以下の炭化物が球状ないし擬球状に分散析出した第2相を備えていることを特徴とする耐高面圧部材。

【請求項3】 第2相領域には炭化物として少なくともCrを含む M_{23}C_6 型炭化物が分散析出していることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項4】 Cr:1.2~3.2%、Mo:0.25~2.0%を含有する機械構造用鋼からなることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【請求項5】 S含有量が0.01%以下であることを特徴とする請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【請求項6】 少なくとも表面から研削後表面となるまでの位置の窒素固溶量が0.01~0.5%であることを特徴とする請求項1ないし請求項5のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【請求項7】 少なくとも表面から転がり接触による最大せん断応力発生深さまでの位置に炭化物が面積率で0.3~30%分散析出していることを特徴とする請求項1ないし請求項6のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【請求項8】 第2相領域に、前記炭化物が面積率で0.3~30%分散析出していることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項9】 転がり接触による転動疲労を受ける部位における表面炭素濃度が0.6~1.5%であることを特徴とする請求項1ないし請求項8のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【請求項10】 曲げ応力の繰返し負荷によって曲げ疲労を受ける部位における第2相の面積率が最表面で90%以下であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項11】 曲げ応力の繰返し負荷によって曲げ疲労を受ける部位における第2相の面積率が最表面で30%以下であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項12】 ショットピーニングが施してあることを特徴とする請求項10または請求項11記載の耐高面圧部材。

【請求項13】 転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における第2相の面積率が少なくともその部位の最大せん断応力発生位置

までの表層部で3%以上であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項14】 転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における第2相の面積率が少なくともその部位の最大せん断応力発生深さまでの表層部で50%以上であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項15】 転がり接触による転動疲労を受けかつ表面起点の剥離に敏感な部位における第2相の面積率が最表面で3~100%であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項16】 転がり接触による転動疲労を受けかつ表面起点の剥離に敏感な部位における第2相の面積率が最表面で50~80%であることを特徴とする請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項17】 転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における炭素濃度が0.5%以上であることを特徴とする請求項1または請求項2記載の耐高面圧部材。

【請求項18】 Crを含有する機械構造用鋼からなる部材に浸炭処理を施して表面炭素濃度を0.6~1.5%の範囲にする浸炭工程と、

式: $T = 675 + 120 \cdot \text{Si}(\%) - 27 \cdot \text{Ni}(\%) + 30 \cdot \text{Cr}(\%) + 215 \cdot \text{Mo}(\%) - 400 \cdot \text{V}(\%)$ により算出される温度 $T(^{\circ}\text{C})$ を上限とする温度に浸炭処理された部材を保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、

炭化物を析出させた部材を A_{c1} 変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなることを特徴とする請求項1または請求項2記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項19】 転がり接触による最大せん断応力発生深さ位置の炭素濃度を0.5%以上の範囲にする浸炭工程を行うことを特徴とする請求項18記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項20】 浸炭工程における浸炭温度 $T_c(^{\circ}\text{C})$ に対する浸炭後の拡散温度 $T_d(^{\circ}\text{C})$ の比(T_d/T_c)が1.05~1.25の範囲であることを特徴とする請求項18記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項21】 浸炭工程が終了した後、炭化物析出工程に移行するまでの冷却速度が毎分 10°C 以上であることを特徴とする請求項18記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項22】 浸炭と同時、あるいは浸炭終了後に窒化処理を施すことを特徴とする請求項18記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項23】 Crと、0.6~1.5%の炭素を含有する機械構造用鋼からなる部材を

式: $T = 675 + 120 \cdot \text{Si}(\%) - 27 \cdot \text{Ni}(\%) + 30 \cdot \text{Cr}(\%) + 215 \cdot \text{Mo}(\%) - 40$

0・V(%)により算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、

炭化物を析出させた部材をA_{C1}変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなることを特徴とする請求項1または請求項2記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項24】 Cr:1.2~3.2%、Mo:0.25~2.0%、C:0.6~1.5%を含有する機械構造用鋼からなる部材を

式: $T = 675 + 120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni$

(%) + 30 · Cr (%) + 215 · Mo (%) - 40

0・V(%)により算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、

炭化物を析出させた部材をA_{C1}変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなることを特徴とする請求項1または請求項2記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項25】 A_{C1}変態温度以上の温度における保持が炭化物析出工程を兼ねていることを特徴とする請求項18、23および24のいずれかに記載の耐高面圧部材の製造方法。

【請求項26】 トロイダル式無段変速機用転動体であることを特徴とする請求項1ないし請求項17のいずれかに記載の耐高面圧部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、歯車やベアリング転動体などのように、高い面疲労強度を必要とする動力伝達部品として適用される部材に係わり、とくに準高温から高温までの環境(100~300℃程度)において高面圧下で使用するのに好適な耐高面圧部材およびこのような耐高面圧部材の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】上記したような動力伝達部品は、従来、JISG 4052(焼入れ性を保証した構造用鋼鋼材)に規定されるSCr420H鋼(クロム鋼)やSCM420H鋼(クロムモリブデン鋼)に代表される機械構造用鋼を素材として、浸炭や浸炭窒化などの表面硬化処理を施して使用している。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、近年、例えば自動車においては、エンジンの高出力化や部品の小型軽量化に伴い、動力伝達部品への負荷がますます増大する傾向にあり、準高温~高温(300℃程度以下)で、しかも高面圧下で使用されるケースが増えてきている。

【0004】このような部品の耐面疲労強度を高める方法としては、例えばFe₃C(セメンタイト)を積極的

に析出させて硬度を高め、焼戻し軟化抵抗性の向上を図る高濃度浸炭処理法があるが、セメンタイトは浸炭時に粒界に沿って粗大な網状に析出しやすく、粒界近傍に網状に析出した粗大炭化物(セメンタイト)は、焼き割れ、韌性の低下のみならず耐ピッチング性や転動疲労強度を低下させてしまう。

【0005】一方、準高温~高温領域で使用するAISI M50のようなCr, Mo, V, Wを添加した鋼を用いて、炭化物を析出させる方法もあるが、準高温~高温領域での耐ピッチング性や転動疲労寿命は向上するものの、合金元素を多量に含むことから素材費が高くなると共に、切削性が低下するなどの問題点があり、このような問題の解決が従来の高面圧部材における課題となっていた。

【0006】

【発明の目的】本発明は、従来の高面圧部材における上記課題に鑑みてなされたものであって、準高温~高温下、かつ局所面圧が3GPaを超えるような高面圧下においてもピッチング強度、転動疲労強度などの面疲労強度に優れ、しかも従来のAISI M50と比較して、合金元素の多量添加による素材費の増加や切削性の低下を抑え、複雑な熱処理を必要としない耐高面圧部材と、このような耐高面圧部材の製造方法を提供することを目的としている。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の請求項1に係わる耐高面圧部材は、Crを含有する機械構造用鋼からなり、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径3μm以下の炭化物が球状ないし擬球状に分散析出しており、該炭化物としてM₂₃C₆型炭化物が含まれている構成とし、本発明の請求項2に係わる耐高面圧部材は、マルテンサイトあるいはベイナイト組織からなる第1相と、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径3μm以下の炭化物が球状ないし擬球状に分散析出した第2相を備えている構成としたことを特徴としており、耐高面圧部材におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としている。

【0008】本発明の請求項4に係わる耐高面圧部材においては、Cr:1.2~3.2%、Mo:0.25~2.0%を含有する機械構造用鋼からなる構成とし、請求項5に係わる耐高面圧部材においては、S含有量が0.01%以下であること構成とし、請求項6に係わる耐高面圧部材においては、少なくとも表面から研削後表面となるまでの位置の窒素固溶量が0.01~0.5%である構成とし、請求項7に係わる耐高面圧部材においては、少なくとも表面から転がり接触による最大せん断応力発生深さまでの位置に炭化物が面積率で0.3~3.0%分散析出している構成とし、請求項9に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触による転動疲労を受ける部位における表面炭素濃度が0.6~1.5%である

構成とし、また、請求項17に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における炭素濃度が0.5%以上である構成としたことを特徴としている。そして、請求項26に係わる耐高面圧部材においては、当該耐高面圧部材がトロイダル式無段変速機用転動体であることを特徴としている。

【0009】そして本発明の請求項2に係わる耐高面圧部材の実施形態として、請求項3に係わる耐高面圧部材においては、第2相領域には炭化物として少なくともCrを含む $M_{23}C_6$ 型炭化物が分散析出している構成とし、請求項8に係わる耐高面圧部材においては、第2相領域に、前記炭化物が面積率で0.3~30%分散析出している構成とし、請求項10に係わる耐高面圧部材においては、曲げ応力の繰返し負荷によって曲げ疲労を受ける部位における第2相の面積率が最表面で90%以下であり、請求項11に係わる耐高面圧部材においては30%以下、請求項12に係わる耐高面圧部材においてはショットピーニングが施してある構成とし、請求項13に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における第2相の面積率が少なくともその部位の最大せん断応力発生位置までの表層部で3%以上である構成とし、請求項14記載の耐高面圧部材においては、転がり接触によるせん断応力の繰返し負荷によって転動疲労を受ける部位における第2相の面積率が少なくともその部位の最大せん断応力発生深さまでの表層部で50%以上である構成とし、請求項15記載の耐高面圧部材においては、転がり接触による転動疲労を受けかつ表面起点の剥離に敏感な部位における第2相の面積率が最表面で3~100%である構成とし、さらに請求項16記載の耐高面圧部材においては、転がり接触による転動疲労を受けかつ表面起点の剥離に敏感な部位における第2相の面積率が最表面で50~80%である構成としたことを特徴としている。

【0010】本発明の請求項18に係わる耐高面圧部材の製造方法は、Crを含有する機械構造用鋼からなる部材に浸炭処理を施して表面炭素濃度を0.6~1.5%の範囲にする浸炭工程と、式： $T=675+120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ により算出される温度T(°C)を上限とする温度に浸炭処理された部材を保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、炭化物を析出させた部材を A_{c1} 変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなる構成としており、耐高面圧部材の製造方法におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としたことを特徴としている。

【0011】本発明の請求項19に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、転がり接触による最大せん断応

力発生深さ位置の炭素濃度を0.5%以上の範囲にする浸炭工程を行う構成とし、請求項20に係わる製造方法においては、浸炭工程における浸炭温度 T_c (°C)に対する浸炭後の拡散温度 T_d (°C)の比(T_d/T_c)が1.05~1.25の範囲である構成とし、請求項21に係わる製造方法においては、浸炭工程が終了した後、炭化物析出工程に移行するまでの冷却速度が毎分10°C以上である構成とし、請求項22に係わる製造方法においては、浸炭と同時、あるいは浸炭終了後に窒化処理を施す構成としている。

【0012】また、本発明の請求項23に係わる耐高面圧部材の製造方法は、Crと、0.6~1.5%の炭素を含有する機械構造用鋼からなる部材を式： $T=675+120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ により算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、炭化物を析出させた部材を A_{c1} 変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなる構成、本発明の請求項24に係わる耐高面圧部材の製造方法は、Cr:1.2~3.2%、Mo:0.25~2.0%、C:0.6~1.5%を含有する機械構造用鋼からなる部材を式： $T=675+120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ により算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、炭化物を析出させた部材を A_{c1} 変態温度以上の温度に保持したのち急冷する焼入れ工程からなる構成としており、耐高面圧部材の製造方法におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としたことを特徴としている。そして、本発明の請求項25に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、 A_{c1} 変態温度以上の温度における保持が炭化物析出工程を兼ねている構成としたことを特徴としている。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明に係わる耐高面圧部材は、Crを含有する機械構造用鋼のマルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径3 μm 以下の微細な炭化物を球状ないし擬球状に分散析出させてなるもの、あるいはマルテンサイトまたはベイナイト組織からなり炭化物が実質的に存在しない第1相と、上記微細炭化物が球状ないし擬球状に分散析出した第2相とを備えた二相組織としたものであるから、準高温~高温下においても高い硬度が確保され、局所面圧が3GPaを超えるような高面圧下においても面疲労強度に優れたものとなる。しかし、炭化物の平均粒径が3 μm を超えてしまったり、球状や擬球状ではなく網状に析出してしまったりした場合には、室温硬度や高温軟化抵抗は向上するものの、析出した炭化物が応力集中源として作用し、クラックの起点や伝播経路となりやすくなるため、転動疲労劣

命の向上作用が低下することになる。

【0014】このときの炭化物としては、高温下での転動疲労時にも安定であり、硬度低下を抑制すると共に、内部組織の変化を遅延して転動疲労寿命を向上させる傾向があることから、 $M_{23}C_6$ 型炭化物よりも、Crを含む $M_{23}C_6$ 型の炭化物であることが望ましい。

【0015】なお、このようなCrを含有する鋼としては、JISでは、例えばG 4104に規定されるクロム鋼(SCr系列)、G 4105に規定されるクロムモリブデン鋼(SCM系列)、G 4103に規定されるニッケルクロムモリブデン鋼(SNCM系列)などを使用することができる。また、SAEとしては52100b鋼、AISIでは、602、603鋼、ASTMでは、A387Gr11、Gr21、Gr22鋼などがある。

【0016】本発明に係わる耐高面圧部材においては、例えば1.2~3.2%のCrと、0.25~2.0%のMoを含有する機械構造用鋼を使用することにより、炭化物物が球状ないし擬球状に分散析出し、準高温~高温下においても面疲労強度に優れたものとなる。なお、本発明においてCrは、炭化物、とくに $M_{23}C_6$ 型の炭化物を形成する元素として必要な合金成分であるが、上記範囲の添加量で済み、素材費の増加や切削性の低下を引き起こすこともない。このCrが1.2%を下回ると、炭化物の析出量が低減して期待した転動疲労寿命が得られなくなる一方、3.2%を超えると切削性の低下を招くことになる。また、MoはCrと同時に添加することにより $M_{23}C_6$ 型の炭化物が安定に析出するようになり、0.25%未満ではこのような安定析出の効果が期待できず、2%を超えると切削性が低下することがある。

【0017】また、本発明に係わる耐高面圧部材においては、そのS含有量を0.01%以下とすることによって、MnS系の介在物が低減し、被削性は低下するものの、安定した高寿命が得られるようになる。S量が0.01%を超えるとMnS系介在物が切削を容易にする一方で、転がり接触下ではMnS系介在物を起点とした内部起点剥離が発生する確率が高くなり、安定した寿命が得難くなる。

【0018】本発明に係わる耐高面圧部材においては、少なくとも表面から研削後表面となる位置における窒素固溶量を0.01~0.5%とすることができる。窒素の固溶はAcm線を高炭素領域に拡げる効果があるので、0.01%以上の添加によって網目状炭化物の析出が防止される。しかし、窒素固溶量が0.5%を超えるとマトリックス中の炭素固溶量が増え、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出量が低下する傾向がある。

【0019】また、第2相領域や、少なくとも内部剥離が発生しやすい表面から転がり接触による最大せん断応力発生深さまでの位置に、面積率で0.3~30%の炭

化物が分散析出するようになすことにより、ビッチング強度、転動疲労強度などの面疲労強度に優れたものとなる。なお、このとき炭化物の析出面積が0.3%に満たないときには、常温硬度や焼戻し硬度が向上せず、十分なビッチング強度、転動疲労強度を得ることができず、炭化物の析出面積が30%を超えたときには、靱性が低下しやすくなると共に、合金元素が炭化物に固溶することによって、マトリックス中の合金元素が不足し、軟質層が局部的に形成されやすくなる傾向がある。

【0020】さらに、転がり接触による転動疲労を受ける部位における表面炭素濃度を0.6~1.5%とすることにより、高い硬度が保持され、疲労強度が向上することになる。このとき炭素濃度が0.6%未満の場合には第2相中の炭化物面積率確保することができないため、硬度を確保することができず、逆に、表面炭素濃度が1.5%を超えた場合には、 $M_{23}C_6$ 型の炭化物が析出しやすくなり、平均粒径が3 μ mを超えて網状に成長する傾向がある。

【0021】本発明に係わる耐高面圧部材は、とくに高面圧の転動疲労強度が要求されるトロイダル型無段変速機用転動体に適用することによってその特性を発揮し、装置の小型化、耐用寿命向上に寄与することになる。このようなトロイダル式無段変速機のディスクやパワーローラにおいては、転動疲労強度と曲げ疲労強度とが両立していなければならない、しかもその要求特性は必ずしも一様ではなく、各転動体の部位によってそれぞれ相違する。

【0022】すなわち、入出力ディスクの頂上側内径孔角部(図10(b)中F部)やパワーローラ内輪のベアリング溝側内径孔角部(図10(a)中D部)のように、転がり接触はしないものの、曲げ応力の繰り返し負荷による曲げ疲労を受ける部位については、前記第2相の面積率を最表面で90%以下、さらに好適には30%以下とすると共に、ショットピーニングを施すことが望ましく、これによって当該部分に第1相の加工誘起変態および圧縮残留応力が生じ、曲げ疲労強度が向上することになる。なお、このとき第2相の面積率が90%を超えると、第2相中に分散した炭化物が亀裂の起点あるいは伝播経路として作用しやすくなると共に、第1相の加工誘起変態が不十分となり、さらにはショットピーニング時に微細クラックが発生しやすくなって曲げ疲労強度の向上幅が小さくなる傾向がある。

【0023】また、入出力ディスクのトラクション面(図10(b)中E部)、パワーローラのトラクション面(図10(a)中A部)およびベアリング溝部(図10(a)中B、C部)のように、せん断応力の繰り返し負荷による転動疲労を受ける部位については、炭化物が微細に分散析出している第2相の面積率を少なくともその部位の最大せん断応力発生深さまでの表層部で3%以上、さらに好ましくは50%以上にすることが望まし

く、これによって内部起点型の転動疲労強度が改善され、転動疲労寿命が向上することになる。さらに、当該部位においては、その炭素濃度を0.5%以上とすることも望ましく、ピッチング強度、転動疲労強度が十分なものとなる。なお、炭素濃度が0.5%未満の場合には、転がり接触による最大せん断応力発生深さ位置における炭化物面積率を確保することができず、常温硬度や焼き戻し硬度が向上しにくい傾向がある。

【0024】さらに、パワーローラのベアリング溝部(図10(a)中B、C部)のように、トラクション面に較べて接触楕円が小さくなることなどから異物噛み込みなどによる表面圧痕起点の剥離に敏感で、耐異物噛み込み性も要求される部位については、炭化物を微細に分散析出させた第2相の面積率を最表面で3~100%、さらに好ましくは50~80%の範囲とすることが望ましく、これによって第2相よりは硬度が低く、残留オーステナイト量の多い第1相が最表面での圧痕の応力集中を緩和して、耐異物噛み込み性も向上することになる。

【0025】本発明に係わる耐高面圧部材の製造方法は、炭素含量の低い素材を用いて浸炭処理を行う場合と、浸炭処理を行うことなく比較的炭素含有量の高い素材を用いる場合の2種類に大別され、第1の方法においては、主に浸炭工程と炭化物析出工程と焼入れ工程とからなり、Crを含有する機械構造用鋼からなる部材に、表面炭素濃度が0.6~1.5%の範囲となるように浸炭処理し、浸炭処理した部材を $T=675+120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ により算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させ、さらにオーステナイト相領域温度(A_{c1} 変態温度以上)に保持したのち焼入れするようにしているの、転がり接触による最大せん断応力深さ位置を含む表面層部に粗大で網状の $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出するのを抑制し、微細でしかも準高温~高温域でも安定な $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出し、焼入れ後のマトリックスがマルテンサイトあるいはベイナイト組織となることから、準高温~高温下においても高硬度が確保され、局所面圧が3GPaを超える高面圧下においてもピッチング強度、転動疲労強度などの面疲労強度に優れた耐高面圧部材が得られることになる。

【0026】このとき、浸炭層の表面炭素濃度が0.6%未満の場合には、硬度を確保することができず、逆に表面炭素濃度が1.5%を超えた場合には、 M_3C 型の炭化物が析出しやすくなり、平均粒径が3 μm を超えて網状に成長するため好ましくない。なお、浸炭処理方法としては、特に限定されず、固体浸炭法、液体浸炭法およびガス浸炭法などを用いることができるが、できれば真空浸炭法やプラズマ浸炭法を採用することが望ましい。これは、真空浸炭法やプラズマ浸炭法は、真空処理であることから表面に粒界酸化層が形成されず、炭化物

形成元素としてCrなどの濃度が表面付近で低下することがなく、表面まで炭化物が形成されると共に、浸炭性を阻害する表面のCr系酸化膜が処理中生成し難いなどの利点があることによる。

【0027】本発明において、素材鋼中のCrは、前述のように、炭化物、とくに $M_{23}C_6$ 型の炭化物を形成する必須の合金成分であるが、その添加量については、その作用を確実なものにする一方、コスト増や切削性の低下を避ける観点から、1~4%程度の添加が望ましい。

【0028】炭化物を析出させるための保持温度の上限値を算出するために用いられる上記T式は、多数の実験により求められたものであって、浸炭処理後の部材をその合金成分に応じて算出された温度T(°C)以下に保持することによって、 $M_{23}C_6$ 型の炭化物が析出する。 $M_{23}C_6$ 型炭化物は、その平均粒径が1 μm 以下と極めて微細であることから、応力集中源にはなりにくく、また、マルテンサイトあるいはベイナイトの結晶粒内に分散析出するため、準高温~高温下においても軟化しにくく高硬度が確保されることになる。炭化物析出処理時間、すなわち温度Tでの保持時間については、必ずしも平衡状態まで保持する必要はなく、10分から10時間程度の範囲で選択される。また、炭化物析出処理の下限温度としては、生産性の観点から500°C以上とすることが望ましい。

【0029】このとき、合金成分に応じて算出された温度T(°C)を超えた温度で炭化物析出処理がなされると、 $M_{23}C_6$ 型の炭化物は析出せず、固溶組織となつて高硬度が得られないことからピッチング強度や転動疲労強度が不十分なものとなる。

【0030】焼入れ工程におけるオーステナイト領域温度での保持時間については、長すぎると炭化物析出工程において析出した炭化物が再固溶してしまうことから、30分~2時間程度が適当であつて、2時間を超えるような処理は避けることが望ましい。

【0031】このとき、転がり接触による最大せん断応力発生深さ位置の炭素濃度が0.5%以上の範囲となるように浸炭処理することが望ましく、これにより、ピッチング強度、転動疲労強度が確保される。ここで、転がり接触による最大せん断応力深さ位置の炭素濃度が0.5%未満の場合は、この深さ位置において炭化物面積率0.3%を満足できず、常温硬度や焼き戻し硬度が向上せず、十分なピッチング強度、転動疲労強度を得ることができなくなる。

【0032】本発明において、素材鋼中のCrは、前述のように、炭化物、とくに $M_{23}C_6$ 型の炭化物を形成する必須の合金成分であるが、その添加量については、その作用を確実なものにする一方、コスト増や切削性の低下を避ける観点から、1.2~3.2%の添加が望ましい。MoはCrと同時に添加することで、 $M_{23}C_6$

型の炭化物が安定析出するようになるため添加したものであるが、0.25%未満では $M_{23}C_6$ 型炭化物の安定な析出が期待できず、2%を超えると切削性が低下する傾向がある。

【0033】本発明に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、真空浸炭法やプラズマ浸炭法によって浸炭処理を施すに際して、浸炭温度 T_c (°C)に対する浸炭後の拡散温度 T_d (°C)の比(T_d/T_c)が1.05~1.25の範囲となるような条件を採用しているため、浸炭時に粒界に析出する網状炭化物が消失しやすくなる。このとき、 T_d/T_c 比が1.05に満たない場合にはこのような効果が得難くなる。また、高温拡散ほど内部への炭素の拡散係数が大きくなり、網状炭化物が消失しやすくなるが、 T_d/T_c 比が1.25を上回ると、鋼の表面が溶融することがあるので、1.25を上限とすることが好ましい。

【0034】一方、浸炭拡散後、炭化物析出工程までの冷却速度が遅いと、過飽和の炭素が粒界に網状に析出しやすくなることから、このときの冷却速度を10°C/分以上にすることが望ましい。この冷却速度を10°C/分以上にするための方法としては、浸炭拡散室内で炭化物析出温度までガス冷却するか、浸炭拡散室以外の冷却室に移して炭化物析出温度まで降温するか、あるいは浸炭拡散後一旦焼入れしてその後炭化物析出温度まで加熱する方法が好ましい。

【0035】さらに、当該耐高面圧部材の製造方法においては、上記工程に加えて、浸炭と同時に(浸炭窒化)、あるいは浸炭終了後に窒化処理を施すことによって、固溶した窒素の働きで網目状炭化物の析出が防止されることになる。

【0036】比較的炭素含有量の高い素材を用いる第2の方法においては、Crと、0.6~1.5%の炭素を含有する機械構造用鋼からなる部材を上記計算式によって算出される温度 T (°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させたのち、さらに A_1 線以上のオーステナイト一相領域温度に保持して、焼入れするようにしているので、転がり接触による最大せん断応力深さ位置を含む表層部に粗大で網状の $M_{23}C_6$ 型炭化物(セメンタイト)の析出が抑制され、微細で準高温~高温(300°C以下)でも安定な $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出し、なおかつマトリックスがマルテンサイト組織となるため、準高温~高温となっても高硬度が確保され、局所面圧が3GPaを超える高面圧下においてもピッチング強度、転動疲労強度などの面疲労強度に優れた耐高面圧部材が得られることになり、しかも浸炭工程を必要としないため製造コストが安価なものとなる。

【0037】このとき、素材鋼として、1.2~3.2%のCrと、0.25~2.0%のMoと、0.6~1.5%のCを含む機械構造用鋼を用いることができる。

【0038】また、本発明に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、焼入れ前のオーステナイト領域温度(A_{c1} 変態温度以上)における保持と炭化物析出工程とを兼ねて行うこともでき、 A_1 変態温度が炭化物析出温度に一致する場合には工程が簡略化され、コスト低減が図られる。

【0039】なお、本発明に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、炭化物が実質的に析出していないマルテンサイトあるいはベイナイト組織の第1相と、マルテンサイトあるいはベイナイト組織からなる基地に炭化物を微細に分散析出させた第2相からなる二相組織の耐高面圧部材も、全域に上記炭化物が均一に分散した一相組織の耐高面圧部材も基本的に同様の工程によって得られるが、二相組織における第2相の面積率は、浸炭処理による表面炭素濃度、炭化物析出工程における保持温度および保持時間、さらにオーステナイト領域温度での保持温度および保持時間を調整することによって制御することができ、浸炭処理による表面炭素濃度が高いほど、炭化物析出工程の保持温度が高くて保持時間が長いほど、そして焼き入れ前のオーステナイト領域での保持温度が低くて保持時間が短いほど、第2相の面積率を高くすることができる。そして、第2相の面積率を100%とすることにより一相組織の耐高面圧部材を得ることができる。

【0040】

【発明の効果】本発明の請求項1に係わる耐高面圧部材は、上記したようにCrを含有する機械構造用鋼からなり、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径3 μ m以下の炭化物を球状ないし擬球状に分散析出しているものであるから、準高温~高温下(100~300°C程度)においても高い硬度を保持することができ、高面圧下におけるピッチング強度や転動疲労強度などを向上させることができ、本発明の請求項2に係わる耐高面圧部材は、マルテンサイトあるいはベイナイト組織からなり、炭化物を実質的に含まない第1相と、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の基地に平均粒径3 μ m以下の炭化物を球状ないし擬球状に分散析出させた第2相を備えた構成としたものであるから、全域に炭化物を均一に析出させた場合に較べて、少ない合金元素量でありながら、室温硬度が向上すると共に、高温下での硬度低下を防止することができ、内部起点型の転動疲労寿命を向上させることができるといって極めて優れた効果をもたらすものである。

【0041】本発明の請求項1および請求項3に係わる耐高面圧部材においては、炭化物として $M_{23}C_6$ 型の炭化物を含んでいるので、この炭化物が極めて微細にマルテンサイトやベイナイト組織中に分散し、応力集中を防止すると共に、準高温~高温下においても高い硬度を保持してピッチング強度や転動疲労強度などの面疲労強度をさらに向上させることができ、請求項3に係わる

耐高面圧部材においては、第2相中の炭化物として、少なくともCrを含む $M_{23}C_6$ 型の炭化物が分散析出しているため、高温下においても安定に存在して硬度の低下を防止し、内部組織の変化を遅延させて転動疲労寿命をさらに向上させることができ、請求項4に係わる耐高面圧部材においては、1.2～3.2%のCrと、0.25～2.0%のMoを含有する機械構造用鋼からなるものであるから、準高温～高温下においても面疲労強度を向上させることができ、請求項5に係わる耐高面圧部材においては、S含有量が0.01%以下であるため、耐用寿命を安定して向上させることができ、請求項6に係わる耐高面圧部材においては、少なくとも表面から研削後表面となるまでの位置における窒素固溶量が0.01～0.5%であるため、網目状炭化物の析出を効果的に防止することができ、請求項7に係わる耐高面圧部材においては、少なくともその表面から転がり接触による最大せん断応力発生深さまでの位置に、面積率で0.3～30%の炭化物が分散析出しているため、常温硬度や焼戻し硬度、衝撃靱性などに優れ、ピッチング強度や転動疲労強度にさらに優れたものとなることができ、請求項8に係わる耐高面圧部材においては、第2相中に炭化物が同様に0.3～30%の面積率で分散析出しているため、合金元素および炭素濃度不足による基地の強度低下を招くことなく炭化物析出による上記疲労寿命向上効果を確実なものとなることができるという極めて優れた効果がもたらされる。

【0042】また、請求項9に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触による転動疲労を受ける部位における表面炭素濃度が0.6～1.5%であることから、微細炭化物の析出量を確保して硬度低下を防止し、転動疲労寿命を確実に向上させることができ、請求項10に係わる耐高面圧部材においては、曲げ応力の繰り返し負荷によって曲げ疲労を受ける部位における第2相の面積率を最表面で90%以下とし、請求項11に係わる耐高面圧部材においては、30%以下とし、請求項12に係わる耐高面圧部材においては、さらにショットピーニングを施したものであるから、当該部分に第1相の加工誘起変態および圧縮残留応力が発生して、曲げ疲労強度を向上させることができ、上記効果をより一層確実なものとなることができるという効果がもたらされる。さらに請求項13に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触によるせん断応力の繰り返し負荷によって転動疲労を受ける部位における第2相の面積率を最大せん断応力発生位置までの表層部で3%以上としたものであるから、当該部位における内部起点型の剥離を防止して、トロイダル式無段変速機のディスクおよびパワーローラの転動疲労寿命を向上させることができ、請求項14に係わる耐高面圧部材においては、この第2相の面積率を最大せん断応力発生位置までの表層部で50%以上としたものであるから、上記効果をより確実なものとなることがで

き、請求項15に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触による転動疲労を受けかつ表面起点の剥離に敏感な部位における第2相の面積率を最表面で3～100%の範囲としたものであるから、第1相が最表面での圧痕の応力集中を緩和し、当該部位における耐噛み込み性が向上してパワーローラの転動疲労寿命を向上させることができ、請求項16に係わる耐高面圧部材においては、この第2相の面積率を最表面で50～80%の範囲としたものであるから、このような効果をより確実に得ることができ、請求項17に係わる耐高面圧部材においては、転がり接触によるせん断応力の繰り返し負荷によって転動疲労を受ける部位の炭素濃度を0.5%以上としたものであるから、常温硬度や焼戻し硬度を向上させて、十分なピッチング硬度、転動疲労強度を得ることができる。

【0043】本発明の請求項18に係わる耐高面圧部材の製造方法は、Crを含有する機械構造用鋼部材の表面炭素濃度が0.6～1.5%となるように処理する浸炭工程と、浸炭処理した部材を所定の計算式に基づいて算出される温度 T (°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、炭化物を析出させた部材を A_{c1} 変態温度以上、すなわちオーステナイト領域温度に保持して急冷する焼入れ工程からなるものであり、請求項19に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、上記浸炭工程において、転がり接触による最大せん断応力発生深さ位置の炭素濃度を0.5%以上にするようにしているため、炭化物析出工程において転がり接触による最大せん断応力深さ位置を含む表層部における $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出を抑制しながら、 $M_{23}C_6$ 型炭化物を析出させることができると共に、焼入れ工程においてマトリックスをマルテンサイトあるいはベイナイト組織とすることができ、準高温～高温下、しかも局所面圧が3GPaを超えるような高面圧下においても面疲労強度に優れた本発明の耐高面圧部材を無駄なく円滑に製造することができるという極めて優れた効果がもたらされる。

【0044】また、請求項20に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、浸炭処理時の浸炭温度 T_c (°C)に対する拡散温度 T_d (°C)の比(T_d/T_c)が1.05～1.25となるようにしているため、浸炭時に粒界に析出する網状炭化物が消失しやすくなり、請求項21に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、浸炭拡散後、炭化物析出工程までの冷却速度が10°C/分以上になるようにしているため、粒界網状炭化物が析出しにくくなり、請求項22に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、さらに窒化処理を浸炭と同時に(浸炭窒化)、あるいは浸炭終了後に施すようにしているため、固溶窒素によって網目状炭化物の析出を防止することができる。

【0045】本発明の請求項23に係わる耐高面圧部材

の製造方法は、Crと、0.6～1.5%の炭素を含有する機械構造用鋼部材を所定の計算式に基づいて算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、炭化物を析出させた部材をA_{c1}変態温度以上の温度に保持して急冷する焼入れ工程からなるものであり、本発明の請求項24に係わる耐高面圧部材の製造方法は、1.2～3.2%のCrと、0.25～2.0%のMoと、0.6～1.5%の炭素を含有する機械構造用鋼部材を所定の計算式によって算出される温度T(°C)を上限とする温度に保持して炭化物を析出させる炭化物析出工程と、同様の焼入れ工程からなるものであるから、浸炭工程を必要とせず、本発明の耐高面圧部材を低コストのもとに製造することができ、請求項25に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、焼入れ前のA_{c1}変態温度以上の温度(オーステナイト領域温度)における保持と炭化物析出工程とを兼ねて行うようにしていることから、製造工程が簡略化され、コスト低減が可能になるという優れた効果がもた

らされる。

【0046】

【実施例】以下、本発明を実施例に基づいてさらに具体的に説明する。

【0047】実施例1

表1に示す各組成の機械構造用鋼を用いて、図1に示すようなローラピッチング試験用の小ローラ試験片1(大径部径D1=26mm、大径部長さL1=28mm、小径部径D2=24mm、小径部長さL2=51mm)と、図2に示すようなスラスト型転動疲労試験用の円板形試験片3(径D4=60mm、厚さt2=5mm)を削り出し、図3ないし図6の(a)～(n)に示すいずれかの条件により、浸炭あるいは浸炭窒化、炭化物析出処理、焼き入れ、焼き戻しを行ったのち、各試験片の表面を研削仕上げした。なお、このときの浸炭方法としてはプラズマ浸炭法を採用した。

【0048】

【表1】

鋼種	化学組成(重量%)									T*
	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	V	O	
A	0.20	1.00	0.30	0.005	2.0	1.50	1.50	0.19	12ppm 以下	1032.5
B	0.24	1.01	0.35	0.004	1.9	1.95	0.95	0.20	12ppm 以下	927.65
C	0.20	1.05	0.32	0.003	2.0	2.55	0.78	0.21	12ppm 以下	907.2
D	0.18	1.03	0.39	0.003	2.1	2.10	0.70	0.00	12ppm 以下	955.4
E	0.20	1.00	0.35	0.005	2.2	2.00	0.29	0.18	12ppm 以下	785.95
F	0.19	1.02	0.40	0.004	1.1	2.00	0.69	0.19	12ppm 以下	900.05
G	0.30	0.49	0.31	0.009	2.0	1.95	0.70	0.20	12ppm 以下	808.8
H	0.22	0.20	0.65	0.006	0.01	1.50	0.25	0.00	12ppm 以下	797.48
I	0.19	0.22	0.70	0.003	1.8	0.50	0.20	0.00	12ppm 以下	710.8
J	0.18	1.01	0.29	0.005	2.0	0.00	0.03	0.00	12ppm 以下	748.65
K	0.20	1.00	0.30	0.004	1.9	0.00	0.70	0.00	12ppm 以下	894.2
L	1.00	1.00	0.30	0.003	2.0	1.50	1.50	0.19	12ppm 以下	1032.5
M	1.30	1.01	0.35	0.004	1.9	1.95	0.95	0.20	12ppm 以下	927.65
N	1.50	0.49	0.31	0.003	2.0	1.95	0.70	0.20	12ppm 以下	808.8
O	0.80	0.50	0.31	0.005	2.1	2.10	1.60	0.19	12ppm 以下	1009.3
P	0.60	1.03	0.39	0.005	2.1	2.10	1.20	0.00	12ppm 以下	1062.9
Q	0.40	1.00	0.35	0.006	2.0	2.00	1.50	0.20	12ppm 以下	1043.5
R	1.80	1.10	0.40	0.003	1.9	2.10	1.40	0.20	12ppm 以下	1039.7
S	0.25	1.00	0.40	0.003	2	1.20	2.00	0.00	12ppm 以下	1207
T	0.20	1.10	0.30	0.004	1.8	3.20	1.60	0.00	12ppm 以下	1198.4
V	0.22	0.50	0.40	0.003	2	0.50	0.10	0.00	12ppm 以下	717.5
W	0.20	1.00	0.30	0.015	2	1.50	1.50	0.20	12ppm 以下	1028.5

$$T=675+120\cdot Si(\%) -27\cdot Ni(\%) +30\cdot Cr(\%) +215\cdot Mo(\%) -400\cdot V(\%)$$

【0049】そして、図1に示すように、小ローラ試験片1と円板状の相手材2(径D3=130mm、厚さt1=18mm)とを組み合わせて、表2に示す条件の下にローラピッチング試験を行い、ピッチングが発生

するまでの繰返し数(回)を求めた。

【0050】

【表2】

試験機	ローベリタリング試験
面圧	3.2GPa
滑り率	-40%
回転数	1500rpm
潤滑油	トランスミッション油
油温	100℃
相手材	SUJ2焼き入れ焼き戻し

【0051】また、転動疲労試験については、図2に示すようにスラスト型転動疲労試験機を使用し、潤滑油4中において円板形試験片3と相手材としての3個の鋼球5と組み合わせ、表3に示す条件の下に、剥離が発生するまでの $n=5$ における累積破損確率50%寿命(L50)を求めた。

【0052】

【表3】

試験機	スラスト型転動疲労試験機
面圧	5.23GPa
最大せん断応力深さ	表面から0.1mm位置
回転数	2000r.p.m
潤滑油	トランスミッション油
油温	150℃
相手鋼球	SUJ2、3/8インチ、3球

【0053】このようにして得たスラスト試験片の断面を3%硝酸アルコール溶液で腐食し、走査型電子顕微鏡により、試験片の最表面から0.1mm深さまでの断面について10000倍で写真撮影後、画像解析装置を用いて析出炭化物の平均粒径および0.1mm深さ位置における析出炭化物の面積率を測定した。なお、電子顕微鏡写真と、これを画像処理したものの一例を図7および図8にそれぞれ示す。

【0054】そして、試験片の表面から0.1mm深さまでの切粉を採取し、燃焼法によって炭素濃度を測定し、表面炭素濃度とした。さらに、レプリカ法による電子線回折像から炭化物の構造を同定した。また、0.1mm深さ位置における炭素および窒素濃度を測定した。

【0055】また、ビッカース硬度計により硬度分布を測定すると共に、焼き戻し軟化抵抗性を評価する目的で、300℃×3時間焼き戻し処理した後の硬度を測定した。

【0056】これらの結果を表4、5に併せて示す。

【0057】

【表4】

区 分	鋼種	熱処理条件	表面炭素濃度 (wt%)	0.1mm 位置		0.1mm 位置 窒素濃度 (wt%)	第2相	
				炭素濃度 (wt%)	位置		析出物の構造	析出物平均粒徑 (μm)
発明例	1	A	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.18
	2	B	3 (a)	1.1	1.0	—	M ₂₃ C ₆	0.21
	3	C	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.22
	4	D	3 (c)	1.4	1.2	—	M ₂₃ C ₆ +M ₃ C	0.28
	5	E	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.19
	6	F	3 (b)	1.1	1.0	—	M ₂₃ C ₆	0.25
	7	G	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.23
	8	A	4 (e)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.21
	9	A	4 (f)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.2
	10	L	5 (h)	1.0	1.0	—	M ₂₃ C ₆	0.15
	11	M	5 (h)	1.3	1.3	—	M ₂₃ C ₆	0.17
	12	N	5 (h)	1.5	1.5	—	M ₂₃ C ₆ +M ₃ C	0.85
比較例	13	O	5 (i)	0.8	0.8	—	M ₂₃ C ₆	0.22
	14	P	5 (i)	0.6	0.6	—	M ₂₃ C ₆	0.16
	15	L	5 (k)	1.0	1.0	—	M ₂₃ C ₆	0.15
	16	S	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.19
	17	T	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.12
	18	A	6 (l)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.15
	19	E	6 (m)	0.9	0.8	—	M ₂₃ C ₆	0.1
	20	F	6 (n)	1.0	0.9	0.3	M ₂₃ C ₆	0.18
	21	Q	5 (h)	0.4	0.4	—	M ₂₃ C ₆	0.18
	22	V	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₂₃ C ₆	0.18
	1	A	3 (d)	1.4	1.3	—	M ₃ C	3.94
	2	H	3 (c)	1.4	1.3	—	M ₃ C	3.54
	3	I	3 (c)	1.4	1.3	—	M ₃ C	3.45
	4	J	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₃ C	3.44
	5	K	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₃ C	3.23
	6	A	4 (g)	1.0	0.9	—	—	—
	7	R	5 (h)	1.8	0.8	—	M ₃ C	3.78
	8	W	3 (a)	1.0	0.9	—	M ₃ C	0.17

【0058】

【表5】

区 分	鋼種	0.1mm 位置 析出物面積率 (%)	0.1mm 位置 硬度 (HV)	0.1mm 位置 300℃×3H 焼き戻し硬度 (HV)	スラスト試験 L50寿命 (回)	ローラー ピッチング 寿命 (回)
発明例	1 A	10.5	821	754	9.1×10^7	1.0^7 クリア
	2 B	6.9	819	746	8.9×10^7	1.0^7 クリア
	3 C	3.4	825	750	8.7×10^7	1.0^7 クリア
	4 D	15.8	820	742	8.8×10^7	1.0^7 クリア
	5 E	7.3	816	739	8.9×10^7	1.0^7 クリア
	6 F	17.7	817	733	9.0×10^7	1.0^7 クリア
	7 G	12.1	822	748	8.9×10^7	1.0^7 クリア
	8 A	25.8	841	764	9.8×10^7	1.0^7 クリア
	9 A	0.5	825	755	8.8×10^7	1.0^7 クリア
	10 L	12.5	815	745	8.9×10^7	1.0^7 クリア
	11 M	25.7	829	772	9.5×10^7	1.0^7 クリア
	12 N	8.1	786	718	7.2×10^7	1.0^7 クリア
	13 O	9.8	795	733	8.4×10^7	1.0^7 クリア
	14 P	7.8	778	714	7.9×10^7	1.0^7 クリア
	15 L	13.4	821	732	9.2×10^7	1.0^7 クリア
	16 S	28.5	815	752	9.7×10^7	1.0^7 クリア
	17 T	16.9	811	745	9.2×10^7	1.0^7 クリア
	18 A	20.5	819	756	9.8×10^7	1.0^7 クリア
	19 E	19.8	807	749	9.7×10^7	1.0^7 クリア
	20 F	2.4	798	737	9.8×10^7	1.0^7 クリア
	21 Q	0.1	742	681	5.5×10^7	1.0^7 クリア
	22 V	0.1	721	678	4.2×10^7	6.1×10^7
比較例	1 A	11.1	743	703	3.4×10^7	5.4×10^8
	2 H	7.8	725	673	1.1×10^7	1.4×10^8
	3 I	8.2	731	671	1.2×10^7	1.5×10^8
	4 J	4.9	715	655	1.6×10^7	2.8×10^8
	5 K	5.1	709	649	1.5×10^7	2.9×10^8
	6 A	—	759	701	4.2×10^7	6.2×10^8
	7 R	8.2	785	690	1.9×10^7	2.2×10^7
	8 W	19.5	814	739	6.2×10^7 *	1.0^7 クリア

* 介在物起点剥離

【0059】表4、5に示した結果から明らかなように、発明例1ないし発明例9に係わる試験片（高面圧部材）については、Cr含有鋼を表面炭素濃度が所定の範囲、すなわち0.6～1.5%の範囲となるように浸炭処理した後、T式に基づいて算出される温度T（℃）を上限とする温度に保持することによって炭化物を析出させ、さらに850℃のオーステナイト相領域温度に保持したのち、焼き入れ、焼き戻し処理するようにしているので、平均粒径が0.3μm以下の微細なM₂₃C₆型炭化物が面積率で数%～30%程度析出するため、常温硬度が向上し、300℃×3時間焼き戻し処理した後の硬度（焼き戻し軟化抵抗）に優れたものとなっていることからピッチング寿命および転動疲労寿命が飛躍的に向上することが確認された。

【0060】なお、図3（c）に示す熱処理条件には、他の熱処理条件と較べて、浸炭処理後に一旦低い温度に保持する炭化物析出工程が認められない。しかし、発明例4においては、表1に示した記号Dの鋼種を素材として使用しているので、T式により算出される炭化物析出のための上限温度Tが955.5℃と高いために、浸炭処理が終了したのち、焼き入れのために850℃のオーステナイト相温度に保持されている間にM₂₃C₆型

（一部M₃C型）炭化物が微細に析出することから、常温硬度および焼き戻し軟化抵抗に優れ、良好なピッチング寿命および転動疲労寿命が得られている。つまり、発明例4における熱処理においては、温度Tを上限とする温度に保持する炭化物析出工程を兼ねて850℃での焼き入れ温度保持を行っていることになる。

【0061】また、発明例8においては、炭化物析出工程を5時間の長時間とすることによって平衡状態（最大）まで炭化物を析出させ、その後のオーステナイト相領域温度（850℃）での保持を30分と比較的短時間としたため、炭化物の再固溶が抑制され、M₂₃C₆型炭化物の面積率が増し、硬度が向上して長寿命となっており、発明例9においては、炭化物析出工程が650℃×30分として、保持時間を短くしたため、発明例8と較べてM₂₃C₆型炭化物の面積率が少なくなっていることが認められた。

【0062】発明例10においては、母材C量1.0%の鋼に650℃×5時間の炭化物析出処理を施して平衡状態（最大）まで炭化物を析出させ、その後850℃のオーステナイト相領域に30分保持して、焼き入れ、焼き戻しを行ったものであるから、析出した炭化物の再固溶が抑制され、M₂₃C₆型炭化物の面積率が増え、硬

度が向上して長寿命となった。また、母材C量1.3%の鋼に同様の熱処理を施した発明例11においては、発明例10に比べて母材C量が多いことから、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の面積率が増加し、常温硬度および焼き戻し硬度が向上して長寿命となった。さらに、母材C量1.5%の鋼に同様の熱処理を施した発明例12においては、一部 M_3C 型の炭化物が析出して $M_{23}C_6$ 型炭化物の面積率が低下するものの、 $M_{23}C_6$ 型の微細な炭化物が析出する組織が得られているため、後述する比較例に比べて長寿命となることが確認された。

【0063】また、母材C量0.8%の鋼に、発明例10よりも高温、短時間となる750℃×30分の炭化物析出処理を施して平衡状態（最大）まで炭化物を析出させ、その後同様に焼入れ、焼き戻しを行った発明例13においては、発明例10に比較して母材C量が低いため、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の面積率が低下して常温硬度および焼き戻し硬度が低下するが、 $M_{23}C_6$ 型の微細な炭化物が析出する組織であるため、比較例に比べて長寿命となり、母材C量0.6%の鋼に、炭化物析出処理とオーステナイト相領域での保持を兼ねて、850℃、30分の加熱処理を施した発明例14においては、母材C量が低いため、発明例10に比較して $M_{23}C_6$ 型炭化物の面積率が低下し、常温硬度および焼き戻し硬度が低下するが、 $M_{23}C_6$ 型の微細な炭化物が析出する組織であるため、同様に比較例に比べて長寿命となることが確認された。

【0064】さらに、発明例15においては、発明例10と同様に母材C量1.0%の鋼に650℃×5時間の炭化物析出処理を施して平衡状態（最大）まで炭化物を析出させた後、高周波加熱装置を用い、出力200kW、周波数10kHz一定で8秒間加熱を行ったのち、60℃の油中に焼入れたものであるから、発明例10と同様の組織が得られ、長寿命となることが判明した。なお、高周波焼入れ法を適用すると、加熱保持時間が大幅に短縮されることから、浸炭処理を施さない発明例10と比べて、熱処理コストをさらに低減することができる。

【0065】発明例16および17に係わる試験片（高面圧部材）については、Cr含有鋼を表面炭素濃度が所定の0.6～1.5%の範囲、最大せん断応力深さ位置（表面化0.1mm位置）の炭素濃度が0.5%以上となるように浸炭処理した後、T式に基づいて算出される温度T（℃）を上限とする温度に保持することによって炭化物を析出させ、さらに850℃のオーステナイト相領域温度に保持したのち、焼き入れ、焼き戻し処理するようにしているので、平均粒径が0.3μm以下の微細な $M_{23}C_6$ 型炭化物が面積率で16および29%程度析出しており、常温硬度が向上し、焼き戻し軟化抵抗に優れたものとなっていることからピッチング寿命および転動疲労寿命が飛躍的に向上することが

確認された。

【0066】そして、浸炭温度Tc（℃）に対する拡散温度Td（℃）の比（Td/Tc）が1.1となる条件で浸炭処理を行った後、いったん冷却室に移動させてガス冷却（冷却速度：80℃/分）した発明例18においては、転動面に粒界網状炭化物が析出せず、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が微細に分散した組織となるため、安定したピッチング強度、転動疲労強度が得られ、Td/Tc比が1.18となる条件で浸炭処理を行った後、いったん60℃の油中に焼入れ（冷却速度：33℃/分）、650℃で5時間炭化物を析出させたのち850℃のオーステナイト相領域温度に昇温し、焼入れ、焼き戻し処理した発明例19においても、浸炭拡散後ガス冷却した上記発明例18の場合と同等の組織が得られ、同様に安定したピッチング強度、転動疲労強度が得られた。

【0067】また、浸炭時に炉内にアンモニアガスを導入することにより浸炭窒化して、いったん60℃の油中に焼入れたのち、同様に析出処理および焼入れ、焼き戻しを施した発明例20においても、同様に、転動面に粒界網状炭化物が析出することがなく、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が微細に分散した組織となって、安定したピッチング強度、転動疲労強度が得られることが判明した。

【0068】比較例21においては、母材C量0.4%の鋼に、発明例10と同様に、650℃×5時間の炭化物析出処理を施して平衡状態（最大）まで炭化物を析出させ、その後850℃のオーステナイト領域に30分保持して、焼入れ、焼き戻しを行ったものであるから、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出し、表面炭素濃度が0.6%、最大せん断応力深さ位置の炭素濃度が0.5%をそれぞれ下回り炭化物面積率が0.1%程度となって、硬度および転動疲労強度がわずかに低下したものの、良好なピッチング強度を示した。また、CrおよびMoの含有量が少ない鋼に発明例1と同様の熱処理を施した発明例22においては、上記実施例21と同様に、炭化物面積率が減少して焼き戻し硬度が低下し、ピッチング強度および転動疲労強度の若干の低下が認められたが、ほぼ良好な結果が得られた。

【0069】これらに対し、比較例1においては、図3（d）に示すような12時間という長い浸炭処理を行ったために表面炭素濃度が1.5%を超えてしまったことから、炭化物析出工程においても浸炭時に結晶粒界上に粗大化したセメンタイトが固溶せずに存在するため、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出が抑えられ、炭化物面積率が減少して焼き入れ性が低下し、基地の硬度が低下して常温硬度および焼き戻し硬度が低く、十分なピッチング寿命および転動疲労寿命が得られない結果となった。

【0070】また、比較例2および3においては、発明例4と同様に図3（c）に示した熱処理を施したものであるが、発明例4とは異なり、T式により算出される炭化物析出のための上限温度Tが低い記号H（T=79

7.5℃)および記号I (T=710.8℃)の鋼種を部材として使用しているため、炭化物析出工程が存在せず、850℃のオーステナイト相領域温度においては、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出せず、 M_3C 型の炭化物のみが面積率で数%しか析出しないため、常温硬度、焼き戻し硬度の向上を図ることができず、同様にピッチング寿命および転動疲労寿命が十分ではない結果となった。

【0071】比較例4および5においては、発明例1と同様に図3(a)に示した条件の熱処理を施したものであるが、いずれもCrを含有しない鋼種JおよびKをそれぞれ素材として使用したものであるから、炭化物析出工程においても $M_{23}C_6$ 型炭化物を析出させることができず、 M_3C 型の炭化物のみが数%の面積率で析出するにすぎないために、常温硬度、焼き戻し硬度の向上を図ることができず、同様にピッチング寿命および転動疲労寿命が十分に得られないことが確認された。

【0072】そして、比較例6においては、炭化物析出工程を5時間の長時間とすることによって多量の炭化物を析出させたが、その後のオーステナイト相領域温度(850℃)での保持を3時間という長時間のものとしたため、炭化物析出工程で析出した炭化物が再固溶してしまい、硬度およびピッチング寿命、転動疲労寿命を向上させることができなかった。

【0073】母材C量1.8%の鋼に、同様の熱処理を施した比較例7の場合には、母材C量が1.5%を超えるため、粒界上に粗大化したセメンタイト(M_3C 型炭化物)が存在するようになり、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出が抑制され、炭化物面積率が減少して常温硬度および焼き戻し硬度が低く、十分なピッチング強度および転動疲労強度が得られないことが確認された。そして、S含有量が高い鋼を使用した比較例8においては、スラスト型転動疲労試験において、MnS系介在物を起点とした内部起点型剥離が発生する可能性が高くなって安定した転動疲労強度が得られず、ローラピッチング試験のような表面起点型では、このような介在物の影響が少なく、十分なピッチング強度が得られた。

【0074】実施例2

表1に示した22種の鋼のうち、A、D、E、H、Lの鋼を用いて、図9あるいは図10に示すようなトロイダル式無段変速機用の入出力ディスク13、14、およびパワーローラ15の内外輪16、17の形状に鍛造後粗加工し、図3ないし図6のいずれかに示した条件のもとに熱処理を行い、さらにディスク頂上側内径孔角部(図10(b)に示すF部)およびパワーローラ内輪16のベアリング溝側内径孔角部(図10(a)に示すD部)にショットピーニングを施すと共に、ショットピーニングを施した部位を除く部分に研削超仕上げを施した。なお、各部の研削性は、表層で所望の組織が得られるように適宜調整した。転がり接触による転動疲労を受け、かつ表面起点の剥離に敏感な部位となるのは、図10のA、B、C、E、曲げ応力の繰返し負荷によって曲げ疲労を受ける部位となるのはD、Fである。

【0075】次に、これら入出力ディスク13、14およびパワーローラ15の内外輪16、17を組み合わせ、図7に示すトロイダル式無段変速機用ボックスを用いて耐久試験を行い、ディスク13、14、パワーローラ内輪16の曲げ疲労強度について、剥離あるいは割れに至るまでの寿命によって評価した。

【0076】その結果、表6に示すように、発明例21、22、23および24(これらは、実施例1における発明例1、4、10および19の鋼種および熱処理条件の組み合わせにそれぞれ一致する)に係わる転動体は、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出する組織となっているので、転がり接触面では焼き戻し硬度が高いため、高い接触面圧でも塑性変形し難く、最大せん断応力深さ位置においても高い焼き戻し硬度のため、転動疲労による組織変化が発生しにくくなり、長寿命となった。

【0077】一方、比較例11および12(これらは、実施例1における比較例1および2の鋼種および熱処理条件の組み合わせにそれぞれ一致する)に係わる転動体においては、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出しないため、高い接触面圧で塑性変形しやすくなり、剥離が発生しやすことが確認された。

【0078】

【表6】

区 分	調 理	熱処理条件	部位	第2相 面積率 (%)	ショット ピーニング	耐久試験	
						運動疲労寿命	曲げ疲労寿命
発明例21 (発明例1)	A	図3(a)	A	81	なし	◎	—
			B	73	なし	◎	—
			C	64	なし	◎	—
			D	20	あり	—	○
			E	78	なし	◎	—
			F	15	あり	—	○
発明例22 (発明例4)	D	図3(c)	A	72	なし	◎	—
			B	73	なし	◎	—
			C	75	なし	◎	—
			D	16	あり	—	○
			E	71	なし	◎	—
			F	12	あり	—	○
発明例23 (発明例10)	L	図5(h)	A	100	なし	◎	—
			B	100	なし	◎	—
			C	100	なし	◎	—
			D	100	あり	—	○
			E	100	なし	◎	—
			F	100	あり	—	○
発明例24 (発明例19)	E	図6(m)	A	100	なし	◎	—
			B	100	なし	◎	—
			C	100	なし	◎	—
			D	100	あり	—	○
			E	100	なし	◎	—
			F	100	あり	—	○
比較例11 (比較例1)	A	図3(d)	A	0	なし	△	—
			B	0	なし	△	—
			C	0	なし	△	—
			D	0	あり	—	○
			E	0	なし	△	—
			F	0	あり	—	○
比較例12 (比較例2)	H	図3(c)	A	0	なし	△	—
			B	0	なし	△	—
			C	0	なし	△	—
			D	0	あり	—	○
			E	0	なし	△	—
			F	0	あり	—	○

【0079】実施例3

実施例2と同様に、表1に示したA、D、E、H、Lの鋼を用いて、旋削および歯切り加工を行ったのち、実施例2と同様の条件との組み合わせによってそれぞれ熱処理を施し、さらにショットピーニングおよび研削加工を行うことにより、表7に示す仕様の歯車を得た。

【0080】

【表7】

試験歯車の種類	はすば歯車
モジュール	3.87
圧力角	17.5°
歯数	21
ねじれ角	15°
基準ピッチ円	84.1 mm

【0081】そして、動力循環式のギヤピッチング試験機を用いて、歯車ピッチング点のヘルツ面圧：2.0 GPa、試験歯車回転数：1000 rpm、油種：自動変速機油（ATF）、油温：120℃の条件のもとに

耐ピッチング試験を実施した。そして、ピッチング寿命を試験歯車の歯面に発生したピッチングによる剥離の面積が全歯車の有効噛み合い面積の3%に相当する面積に達するまでの累積回転数として評価した。

【0082】この結果は、表8に示すとおりで、発明例25、26、27および28（実施例1における発明例1、4、10および19の組み合わせに相当）により製造した歯車においては、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が微細に分散し、焼き戻し後も高硬度が保持されるため、ピッチング寿命が大幅に向上した。一方、比較例13および14（実施例1における比較例1および2の組み合わせに相当）により製造した歯車の場合には、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出しにくい組織であることから、焼き戻し硬度が低く、ピッチングが発生しやすい結果となった。

【0083】

【表8】

区 分	鋼種	熱処理	アークハイト (mmA)	ピッティング寿命
発明例25 (発明例1)	A	図3(a)	1.1	1×10^7 回クリア
発明例26 (発明例4)	D	図3(c)	0.95	1×10^7 回クリア
発明例27 (発明例10)	L	図5(h)	1.02	1×10^7 回クリア
発明例28 (発明例19)	E	図6(m)	1.08	1×10^7 回クリア
比較例13 (比較例1)	A	図3(d)	0.98	6.7×10^6 回
比較例14 (比較例2)	H	図3(c)	1.1	1.5×10^6 回

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施例において適用したローラピッティング試験の要領および試験片形状を示す概略図である。

【図2】本発明の実施例において適用したスラスト型転動疲労試験の要領および試験片形状を示す概略図である。

【図3】(a)ないし(d)は本発明の実施例に用いた熱処理条件を示す説明図である。

【図4】(e)ないし(g)は本発明の実施例に用いた熱処理条件を示す説明図である。

【図5】(h)ないし(k)は本発明の実施例に用いた熱処理条件を示す説明図である。

【図6】(1)ないし(n)は本発明の実施例に用いた熱処理条件を示す説明図である。

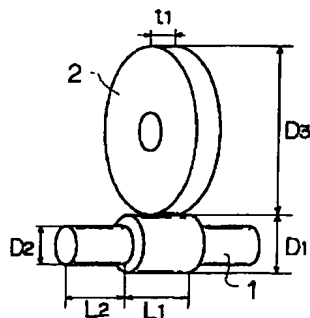
【図7】本発明の実施例1におけるスラスト試験片の電子顕微鏡組織の一例を示す図である。

【図8】図7に示した電子顕微鏡組織を画像処理した例を示す図である。

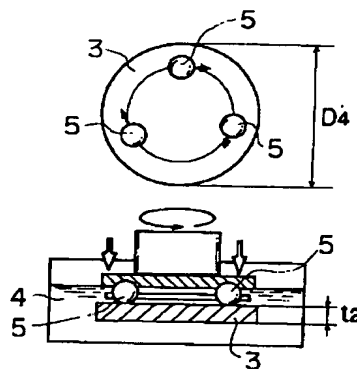
【図9】本発明の実施例において耐久試験に用いたトロイダル式無段変速機用ボックスの構造を示す部分断面図である。

【図10】(a)および(b)はトロイダル式無段変速機用のパワーローラ内外輪およびディスクの形状を示すそれぞれ断面図である。

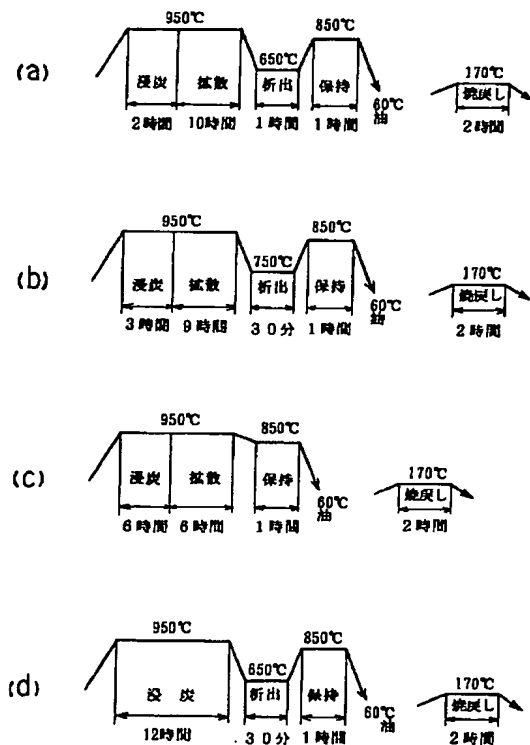
【図1】



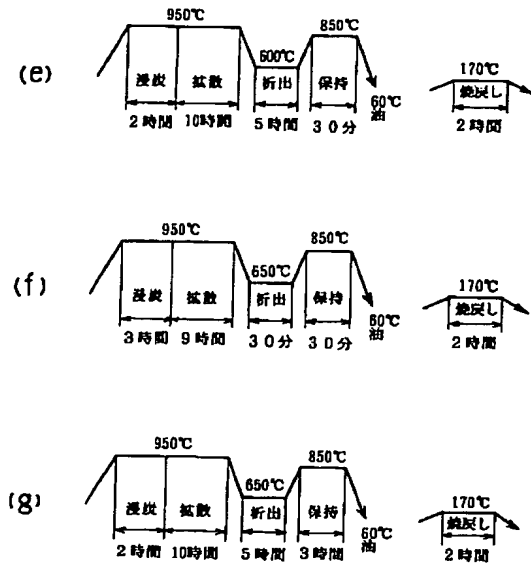
【図2】



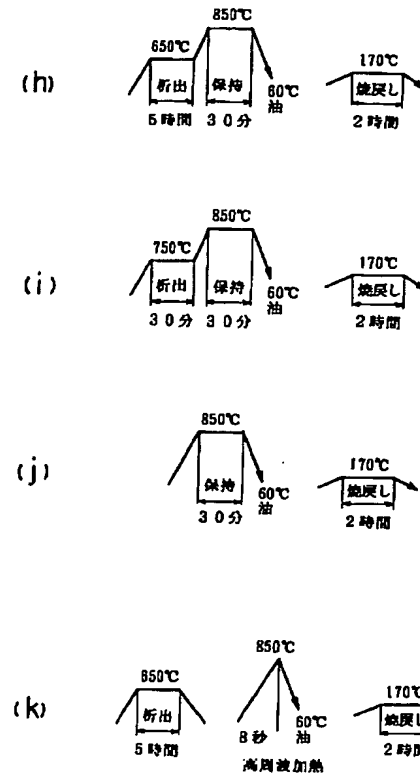
【図3】



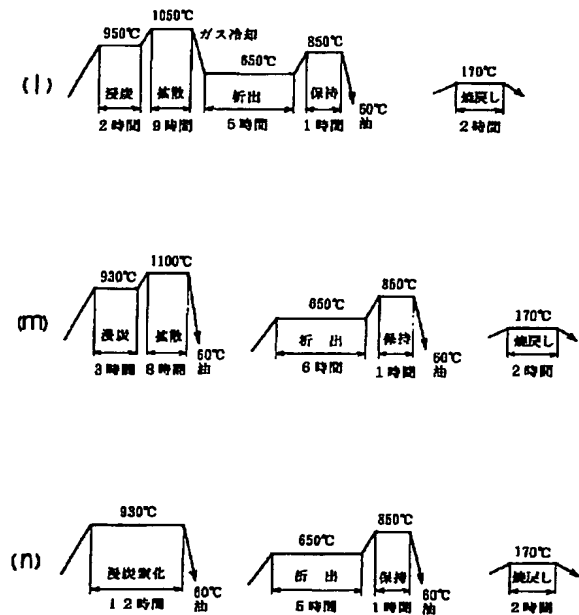
【図4】



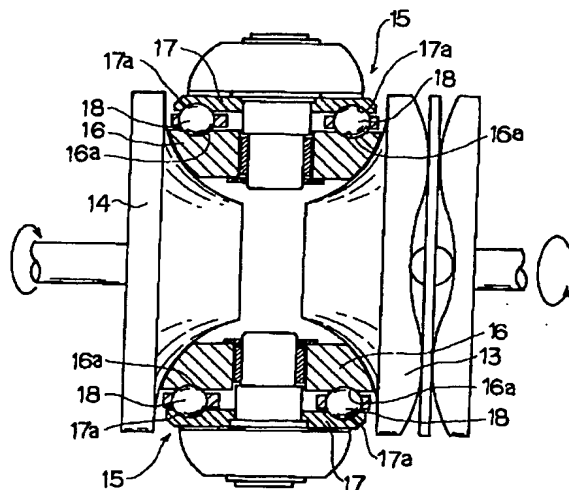
【図5】



【図6】



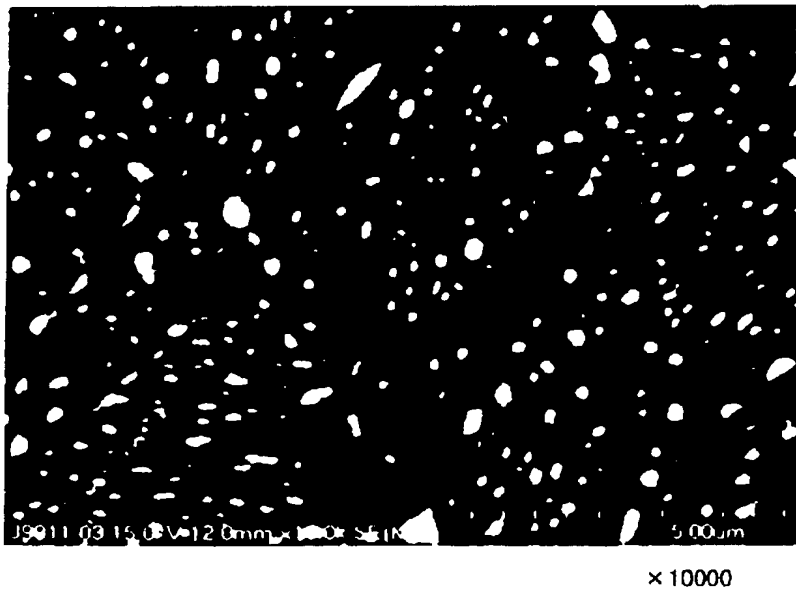
【図9】



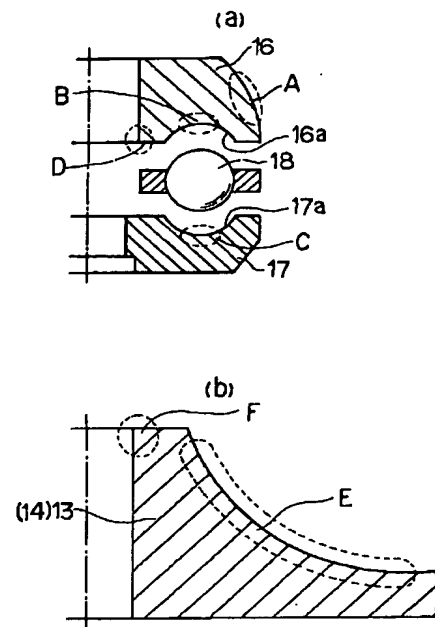
【図7】



【図8】



【図10】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テマコード (参考)

C 2 3 C 8/32

C 2 3 C 8/32

8/34

8/34

F 1 6 C 33/62

F 1 6 C 33/62

33/64

33/64

F 1 6 H 15/38
55/06

(72)発明者 山 口 拓 郎
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内
(72)発明者 尾 谷 敬 造
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内

F 1 6 H 15/38
55/06

(72)発明者 内 山 典 子
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内
(72)発明者 木 野 伸 郎
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内
(72)発明者 南 部 俊 和
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内